

WEST

Generate Collection

Print

L7: Entry 12 of 18

File: DWPI

Nov 18, 1997

DERWENT-ACC-NO: 1998-047156

DERWENT-WEEK: 199805

COPYRIGHT 2003 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Manufacturing cold rolled steel sheet of uniform workability - involves setting titanium, carbon and sulphur quantity ratio as manganese sulphide to promote precipitation after crude rolling and winding after finish rolling

PRIORITY-DATA: 1996JP-0111646 (May 2, 1996)

PATENT-FAMILY:

| PUB-NO | PUB-DATE | LANGUAGE | PAGES | MAIN-IPC |
|---------------|-------------------|----------|-------|------------|
| JP 09296221 A | November 18, 1997 | | 010 | C21D009/46 |

INT-CL (IPC): C21 D 8/02; C21 D 9/46; C22 C 38/00; C22 C 38/14; C23 C 2/06; C23 C 2/28

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 09296221A

BASIC-ABSTRACT:

The method involves forming a steel plate of composition containing 0.0005-0.007% C, 0.005-0.08% Si, 0.01-0.15% Mn, 0.2% or less P, 0.004-0.02% S, 0.005-0.1% Al, 0.007 or less N. An amount of Ti = 0.01-0.1% is added along with the remainder Fe and irreversible impurities. The amount of Ti, C, S quantity ratio are rationalised to promote precipitation of Ti4C2S2 in the gamma region. Crude rolling is performed at less than 1250 degC and a rough bar is formed in the shape of a coil by a curved return processing. Finish rolling is performed at a temperature of above Ar3-100 degC after rewinding. The sheet is wound by heating to the temperature range of 800 degC. The S quantity ratio $K [= (S\% \text{ as MnS}) / (\text{total } S\%)]$ as MnS precipitate is set such that $K \leq 0.2$. Cold rolling is performed at draft percentage of above 60% after an acid wash. Annealing is subsequently performed above a recrystallisation temperature.

USE - In manufacturing fusion galvanised steel and steel alloy sheets for motor vehicles, house hold electric appliances, building materials. Winding temperature is reduced after hot rolling. Uniform material characteristics are obtained along longitudinal as well as cross-wise direction of coil. Omission of coil end is eliminated. Thickness is reduced whilst strength is maintained. Reduced fuel consumption when used in motor vehicles.

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 09296221A

EQUIVALENT-ABSTRACTS:

CHOSEN-DRAWING: Dwg.0/0

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-296221

(43) 公開日 平成9年(1997)11月18日

| (51) Int.Cl. ⁶ | 識別記号 | 庁内整理番号 | F I | 技術表示箇所 |
|---------------------------|------|---------|--------------|--------|
| C 2 1 D 9/46 | | | C 2 1 D 9/46 | G |
| | 8/02 | 9270-4K | 8/02 | J |
| C 2 3 C 2/06 | | | C 2 3 C 2/06 | A |
| 2/28 | | | 2/28 | |

審査請求 未請求 請求項の数5 OL (全 10 頁) 最終頁に続く

| | | | |
|-----------|----------------|----------|---|
| (21) 出願番号 | 特願平8-111648 | (71) 出願人 | 000006855 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号 |
| (22) 出願日 | 平成8年(1996)5月2日 | (72) 発明者 | 橋本 夏子 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技 術開発本部内 |
| | | (72) 発明者 | 吉永 直樹 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技 術開発本部内 |
| | | (72) 発明者 | 末広 正芳 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技 術開発本部内 |
| | | (74) 代理人 | 弁理士 大関 和夫 |

(54) 【発明の名称】 加工性の均一性に優れた冷延鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 Ti 添加極低炭素鋼を素材にしてコイル端部の材質の均一性にきわめて優れた冷延鋼板を提供する。

【解決手段】 1) S を積極的に活用し、2) Ti、C、S 量の比を適正化し、さらに3) Mn 量を低減させた鋼を、4) 粗圧延後、曲げ戻し加工を行うことで、 γ 域での Ti₄C₂S₂ の析出を促進させる。これにより、コイル全長にわたって極めて優れた加工性が確保された冷延鋼板が得られる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.0005~0.007%、

Si: 0.005~0.8%、

Mn: 0.01~0.15%、

P: 0.2%以下、

S: 0.004~0.02%、

Al: 0.005~0.1%、

N: 0.007%以下

を含み、さらにTiを、 $Ti^* = Ti - 3.42N$ とするとき、 $Ti^*/S \geq 1$ で、かつ $Ti^*/C > 9$ 、または巻取り前の固溶Cの計算量 $L((C - Ti^*/8) \text{と} (C - 0.8S \times 12/32) \text{の大きい方の値})$ が $L < 0.0005$ の条件を満たし、かつ $Ti: 0.01 \sim 0.1\%$ の範囲で含有し、残部は鉄および不可避免的不純物よりなる鋼を、1250℃以下で加熱し、粗圧延した後、粗バーをコイル状に巻取り、巻戻した後に、仕上温度 $\geq (Ar_3 - 100)^\circ\text{C}$ の仕上圧延を施し、室温から800℃の温度範囲で巻取り、全S量のうち、MnSとして析出するS量の割合 $K((S\% \text{ as MnS}) / (全S\%))$ を $K \leq 0.2$ とし、酸洗後、圧下率 $\geq 60\%$ で冷間圧延し、さらに再結晶温度以上で焼鈍することを特徴とする加工性の均一性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 鋼成分として、さらに、重量%で、

B: 0.0001~0.0030%

を含有することを特徴とする請求項1記載の加工性の均一性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【請求項3】 仕上圧延前に、先行材の後端部と後行材の先端部を接合して仕上圧延に供することを特徴とする請求項1または2記載の加工性の均一性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【請求項4】 請求項1~3のいずれか1項に記載の冷間圧延後の焼鈍に代えて、ライン内焼鈍炉を有する連続溶融亜鉛めっきラインで再結晶温度以上で焼鈍を施し、冷却過程中に亜鉛めっきを施すことを特徴とする加工性の均一性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項5】 請求項4に記載の亜鉛めっき後に、さらに400~600℃の温度範囲で合金化処理を施すことを特徴とする加工性の均一性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、コイル内における加工性のばらつきが極めて少ない冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関するものである。本発明により製造された鋼板の用途は、自動車、家電、建材等であり、また本発明により製造された高強度鋼板を自動車用として適用した場合に、板厚を軽減することができるため、燃費の向上をも

たらし、近年大きな問題となっている地球環境問題にも寄与することができる。

【0002】

【従来の技術】特開昭58-185752号公報に開示されているように、極低炭素鋼板は優れた加工性を有するため、自動車などの用途に広く用いられている。また、極低炭素鋼の成分や製造方法を規定することによって、加工性をさらに改善するための工夫がなされてきた。例えば、特開平3-130323号公報、特開平4-143228号公報および特開平4-116124号公報には、Tiを添加した極低炭素鋼中のC、Mn、P等の量を極力低減させることによって、優れた加工性が得られることが開示されている。しかしながら、これらの発明においては、コイルの幅および長手方向における端部での歩留りを向上させる観点からの記述はない。

【0003】材質のばらつきを低減するという観点では、特開平3-170618号公報および特開平4-52229号公報に記載のものがある。しかしながら、これらの発明は、仕上熱延での圧下率を大きくしたり、熱延後の巻取温度を高める必要があり、熱延工程に大きな負荷をかけることとなる。そこで、本発明者らは、特開平8-3686号公報で示したように、 γ 域での $Ti_4C_2S_2$ の析出を積極的に活用することで、巻取り以前に固溶Cの多くを固定し、加工性の均一性を著しく向上させる技術を確立した。しかし、この方法でも $Ti_4C_2S_2$ の析出は完全ではなく、高温巻取りを行った場合には、コイル中央部でわずかに残った固溶Cが微細炭化物を形成するため、材質を端部よりもむしろ低下させてしまう場合があった。

【0004】端部材質劣化の問題は、PやSiで強化した良加工性高強度冷延鋼板においても同様である。これらの鋼板に関する技術としては、特開昭59-31827号公報、特開昭59-38337号公報、特公昭57-57945号公報、特開昭61-276931号公報などに代表されるものがあるが、いずれもコイルの幅および長手方向における端部での歩留りを向上させるための工夫はなされておらず、また本発明のようなTi硫化物を積極的に活用する技術でもない。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】Ti添加極低炭素鋼においては、熱延後の高温巻取りによってCをTiCとして析出せしめ、固溶Cを低減させることにより、冷延焼鈍後の材質を確保することが通常の方法となっていた。これは、PやSiで強化した場合においても同様である。しかしながら、熱延コイルの幅端部および長手方向の端部においては、巻取り時および巻取り後の冷却が著しく速く進行するため、TiCの析出が充分でなく、これらの部分では材質が劣化してしまうという問題があった。また、これを解決するために、 γ 域での炭硫化物の析出を促進させる技術も開発されたが、巻取り前に完全

に固溶Cを取りきけることは難しく、このため高温巻取りを行うと、コイル中央部ではわずかに残存する固溶Cが微細な炭化物を形成して材質が低下する場合があります、どのような巻取り条件でもコイル全長にわたって極めて高い加工性を確保することは困難であった。

【0006】本発明は、巻取温度に依存することなく、コイルの幅および長手方向全長において端部材質劣化が極めて少ない冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供することを目的とするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記の課題を解決するために、本発明者らは、極低炭素鋼中において、Sを積極的に活用するとともに、Ti量とS量の比を最適化すること、Mn量を規定すること、また粗圧延後に巻取り巻戻しを行うことにより特定の析出物を析出せしめ、加工性の均一性に優れた高r値冷延鋼板を得ることを鋭意検討した。

【0008】その結果、 $S \geq 0.004\%$ とし、 $Ti^* = Ti - 3.42N$ としたとき、 $Ti^*/S \geq 1$ 、かつ $Mn \leq 0.15\%$ とすることが有効であることを見出した。また、粗圧延後、コイルを一旦巻取り、巻戻しことが加工性の均一性を高める上で非常に有効であること、巻取り、巻戻しの効果を十分に発揮させるためには、 $Ti^*/C > 9$ または計算から求まる巻取り前の固溶C量 $L((C - Ti^*)/8)$ と $(C - 0.8S \times 12/32)$ の大きい方の値)が $L < 0.0005$ を満足することが非常に重要であることを見出した。

【0009】さらに、熱延後の巻取りの後に、全S量のうちMnSとして析出するS量の割合 $K((S\% \text{ as } MnS)/(全S\%))$ が $K \leq 0.2$ を満たすことが材質の均一性を得る上で極めて重要であることが判明した。これは、以下のような機構に基づくものと考えられる。すなわち、全S量のうちMnSとして析出する量を極力低減せしめ、かつ粗圧延後、低温 γ 域で一旦コイルに巻取り、巻戻しを行い歪みを導入することで $Ti_4C_2S_2$ の析出を促進させることによって、仕上熱延の巻取り以前に固溶Cを十分低減させるものである。これによって、熱延後の巻取り時にコイルの端部が急速に冷却されても、巻取り以前に固溶Cが十分に固定されているために、コイル端部で固溶Cが多量に残存したり、微細炭化物が析出することによる材質の劣化が軽減されることが考えられる。また、本発明鋼の場合、巻取り前の熱延工程でほとんどのCは $Ti_4C_2S_2$ として固定されるので、巻取温度に依存することなくコイル全長にわたって高い加工性を有する冷延鋼板を得ることができる。

【0010】本発明は、上記知見に基づいて構成されたものであり、その要旨とするところは下記のとおりである。

(1) 重量%で、 $C: 0.0005 \sim 0.007\%$ 、S

$i: 0.005 \sim 0.8\%$ 、 $Mn: 0.01 \sim 0.15\%$ 、 $P: 0.2\%$ 以下、 $S: 0.004 \sim 0.02\%$ 、 $Al: 0.005 \sim 0.1\%$ 、 $N: 0.007\%$ 以下を含み、さらにTiを、 $Ti^* = Ti - 3.42N$ とするとき、 $Ti^*/S \geq 1$ で、かつ $Ti^*/C > 9$ 、または巻取り前の固溶Cの計算量 $L((C - Ti^*)/8)$ と $(C - 0.8S \times 12/32)$ の大きい方の値)が $L < 0.0005$ の条件を満たし、かつ $Ti: 0.01 \sim 0.1\%$ の範囲で含有し、残部は鉄および不可避免的不純物よりなる鋼を、 1250°C 以下で加熱し、粗圧延した後、粗バーをコイル状に巻取り、巻戻した後に、仕上温度 $\geq (Ar_3 - 100)^\circ\text{C}$ の仕上圧延を施し、室温から 800°C の温度範囲で巻取り、全S量のうち、MnSとして析出するS量の割合 $K((S\% \text{ as } MnS)/(全S\%))$ を $K \leq 0.2$ とし、酸洗後、圧下率 $\geq 60\%$ で冷間圧延し、さらに再結晶温度以上で焼鈍することを特徴とする加工性の均一性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【0011】(2) 鋼成分として、さらに、重量%で、 $B: 0.0001 \sim 0.0030\%$ を含有することを特徴とする前項(1)記載の加工性の均一性に優れた冷延鋼板の製造方法。

(3) 仕上圧延前に、先行材の後端部と後行材の先端部を接合して仕上圧延に供することを特徴とする前項

(1)または(2)記載の加工性の均一性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【0012】(4) 前項(1)～(3)のいずれか1項に記載の冷間圧延後の焼鈍に代えて、ライン内焼鈍炉を有する連続溶融亜鉛めっきラインで再結晶温度以上で焼鈍を施し、冷却過程に亜鉛めっきを施すことを特徴とする加工性の均一性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(5) 前項(4)に記載の亜鉛めっき後に、さらに $400 \sim 600^\circ\text{C}$ の温度範囲で合金化処理を施すことを特徴とする加工性の均一性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0013】本発明における冷延鋼板の製造方法は、Tiを添加した極低炭素鋼、あるいはそれをPやSiで強化したものをベースとして、S量、Mn量、Ti量と、特定の硫化物の量を限定し、さらに粗圧延後、巻取り巻戻しを施すことで熱延後の巻取り以前にCを十分に析出させ、コイルの長手方向および幅方向の加工性の均一性に優れた冷延鋼板を提供するものである。以下にその限定理由を述べる。

【0014】まず、化学成分の限定理由について説明する。Cは、その量が増加するに従って、それを固定するための炭化物形成元素であるTi量を増大させねばならず、このためコスト高となり、また熱延コイルの端部において固溶Cが残存したり、微細炭化物が粒内に数多く析出するため粒成長性を妨げて加工性を劣化させるの

5

で、0.007%を上限とする。この観点からは、0.003%以下が好ましい。また、C量の下限は、真空脱ガス処理コストの観点から、0.0005%とする。

【0015】Siは安価な高強度化元素として有効であるので、目的とする強度レベルに応じて活用する。ただし、その量が0.8%を超えるとYPが急激に上昇し、伸びが低下してめっき性を著しく損なうので、0.8%を上限とする。溶融亜鉛めっき用としては、めっき性の観点から0.3%以下とすることが好ましい。高強度(TSで350MPa以上)を必要としない場合には

【0016】Mnは本発明において最も重要な元素の1つである。すなわち、Mnが0.15%を超えるとMnSの析出量が増加し、結果としてTi₄C₂S₂の析出量が低下するため、たとえ高温巻取りを行ったとしても、熱延コイルの端部では冷却速度が速く、固溶Cが多量に残存したり、微細炭化物が多数析出して著しく材質を劣化させる。従って、Mn量の上限を0.15%とし、さらには0.10%未満とすることが好ましい。一方、Mn量を0.01%未満とすると、熱間割れを誘発し、また製鋼コストの上昇を招くので、下限を0.01%とする。

【0017】PもSiと同様に安価な高強度化元素として目的とする強度レベルに応じて積極的に活用する。しかし、P量が0.2%超では熱間あるいは冷間加工時の割れの原因となり、2次加工性も著しく劣化させる。また、溶融亜鉛めっきの合金化速度が著しく遅滞化するため、P量の上限を0.2%とする。以上の観点から、より好ましくは0.08%以下がよい。高い強度を必要としない場合には0.03%以下がさらに好ましい。

【0018】Sは本発明において極めて重要な元素であり、その添加量を0.004~0.02%とする。S量が0.004%未満になるとTi₄C₂S₂の析出量が十分ではなく、低温で巻取った際にはもちろんのこと、たとえ高温で巻取ったとしてもコイルの端部では固溶Cが多量に残存したり、TiCやNbCの微細な析出により焼鈍時の粒成長性が阻害され、加工性が著しく劣化する。一方、S量が0.02%超では熱間割れが生じやすく、またTi₄C₂S₂の析出よりもMnSやTiSが多く析出するために同様の問題が生じ、加工性の均一性が確保されない。なお、この観点からは、S量は0.004~0.012%がより好ましい範囲である。

【0019】ところで、SはTi量との関係が重要であり、Ti*=Ti-3.42Nとすると、Ti*/S \geq 1とする。Ti*/Sが1未満ではTi₄C₂S₂の析出が十分でなく、TiSやMnSが多く析出するので熱延後の巻取りの前にCを析出させることが困難となる。従って、熱延コイルの端部では、巻取温度を高めても多量の固溶Cが残存したり、微細炭化物が析出したり

6

して極端な材質劣化を招く。Ti*/Sは1.2超とすることが好ましく、より一層の効果が望まれる場合には、1.5以上とすることが好ましい。

【0020】Alは脱酸剤として少なくとも0.005%添加する必要がある。しかし、0.1%を超えるとコストアップとなるばかりか、介在物の増加を招き、加工性を劣化させる。NはCと同様に、その増加とともにTi、Al等の窒化物形成元素を増量せねばならず、コスト高となるうえ、析出物の増加により延性の劣化を招くので、少ないほど望ましい。従って、N量の上限を0.007%とする。より好ましくは、0.003%以下がよい。

【0021】Tiは0.01~0.1%を添加する。Ti量が0.01%未満ではTi₄C₂S₂を巻取りの前に析出させることができず、また0.1%を超える量を添加しても、Cを固定する効果が飽和するばかりか、プレス成形時のめっき層の耐剥離性を確保することが困難になる。Ti₄C₂S₂を十分に析出させるという観点からは、Tiは0.025%超添加することが好ましい。

【0022】熱延中、特に粗圧延後の巻取り、巻戻し中に固溶Cを全て炭硫化物として析出させるためには、Ti*/C>9なる関係を満足させることが重要である。ただし、この関係を満たさなくても、仕上圧延後の巻取り時の固溶C量が5ppm未満であれば、すなわち計算から求まる巻取り前の固溶C量L((C-Ti*/8)と(C-0.8S \times 12/32)の大きい方の値)がL<0.0005なる関係が満たされていれば、十分な効果が得られる。なお、C-0.8S \times 12/32の式において、0.8はMnSにならなかったS量を表す係数、また12/32はCと1:1で結びつくのに必要なS量を表す係数である。

【0023】また、コイル端部での材質を確保するためには、熱延後の巻取りの後に全S量のうちMnSとして析出するS量の割合K(=(S% as MnS)/(全S%))がK \leq 0.2でなければならない。さらに、この観点からは、K<0.15とすることが望ましい。この(S% as MnS)は次のようにして求められる。すなわち、硫化物が溶解しないような溶媒(例えば、非水溶媒)によって析出物を電解抽出する。得られた抽出残渣を化学分析に供し、Mn量を測定(=X(g)とする)する。このとき、サンプル全体の電解量をY(g)とすると、(S% as MnS)=X/Y \times 32/55 \times 100(%)となる。

【0024】Bは粒界を強化して2次加工性を良好にするので、必要に応じて0.0001~0.0030%の範囲で添加する。Bの添加量が0.0001%未満では、その効果は乏しく、また0.003%超添加しても、その効果は飽和し、延性が劣化する。上記成分を得るための原料は特に限定しないが、鉄鉱石を原料とし

て、高炉、転炉により成分を調整する方法以外に、スクラップを原料としてもよいし、これを電炉で溶製してもよい。スクラップを原料の全部または一部として使用する際には、Cu、Cr、Ni、Sn、Sb、Zn、Pb、Mo等の元素を含有してもよい。

【0025】次に、製造プロセスに関する限定理由を述べる。熱間圧延に供するスラブは、とくに限定するものではない。すなわち、連続鋳造スラブや薄スラブキャスターで製造したものなどであればよい。また、鋳造後に直ちに熱間圧延を行う、連続鋳造—直接圧延(CC—DR)のようなプロセスにも適合する。

【0026】熱間圧延における加熱温度は、 $Ti_4C_2S_2$ の析出量をなるべく増やすために1250℃以下とすることが必須である。この観点からは、好ましくは1200℃以下がよい。また、さらに好ましくは1150℃以下がよい。粗圧延終了後には粗バーを一旦コイル状に巻取る。このとき、1100℃以下での加熱保持を行ってもよいし、コイルボックスのようなものの中で恒温保持してもよい。また、大気中での保持でもよい。表面性状の観点からは、不活性ガス雰囲気での保持を行って

もよい。巻取り巻戻しによる歪の導入と低温領域での保持によって、 $Ti_4C_2S_2$ の析出が著しく促進され、熱延コイルの幅端部および長手方向の端部の材質劣化が著しく低減されるとともに、熱延板の板厚精度も向上する。

【0027】巻戻したコイルは、そのまま(Ars—100)℃以上の仕上温度で仕上圧延を行ってもよいし、粗バーを接合して連続的に仕上熱延を行ってもよい。粗バーを接合して連続的に仕上圧延を行うことによって、材質劣化が生じる巻取り時のコイル端部に相当する部分が減少することから、歩留りが向上するとともに熱延板の板厚精度も向上する。

【0028】仕上圧延における仕上温度は、プレス成形性を確保するために(Ars—100)℃以上とする必要がある。本発明は、熱延後の巻取温度が低くても加工性を確保できるという特徴を有する。すなわち、本発明によれば、Cのほとんどは熱延の加熱時～熱延後の冷却までの過程で $Ti_4C_2S_2$ として析出しており、高温巻取りしても大きく材質が向上することはない。従って、巻取りは操業上適当な温度で行えばよく、室温から800℃の範囲で行う。室温未満で巻取るとは過剰な設備が必要となるばかりで特段の効果もない。また、800℃を超えて巻取ると熱延板の結晶粒が粗大化したり、表面の酸化スケールが厚くなったり、酸洗コストの上昇を招くので、800℃を上限とする。この観点と、Pの化合物の析出による材質の低下をさけるためには、巻取りは650℃以下の温度で行うことが好ましい。有害な化合物の析出を完全に避けるためには、500℃以下の温度で巻取ることがさらに好ましい。さらに、巻取り後に

室温付近まで温度が下がる時間を短縮するためには、100℃以下で巻取ることが好ましい。このような低温巻取り化によって、製造コストの削減が計れることは言うまでもない。

【0029】冷間圧延の圧下率は、深絞り性を確保する観点から60%以上とする。連続焼鈍における焼鈍温度は、加工性を確保するために、再結晶温度以上とする。連続溶融亜鉛めっきラインにおける再結晶焼鈍温度も同様の理由で再結晶温度以上とする。溶融亜鉛めっきは、めっき性、めっき密着性の観点から、420～500℃の温度で施すのがよい。その後の合金化処理温度は、低過ぎると合金化反応が遅すぎて生産性を損なうばかりか耐食性、溶接性が劣悪になり、また高過ぎると耐めっき剥離性が劣化するので、400～600℃の範囲で行うのが好ましい。より密着性の優れためっき層を得るためには、480～550℃の範囲で合金化を行うのがよい。

【0030】連続焼鈍や連続溶融亜鉛めっきラインにおける加熱速度は特に限定するものではなく、通常速度でもよいし、1000℃/s以上の超急速加熱を行ってもよい。なお、溶融亜鉛めっき以外にも、電気めっき等種々の表面処理を施してもよい。

【0031】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を、実施例により具体的に説明する。

〔実施例1〕表1、表2(表1のつづき)に示す化学成分を有するTi添加極低炭素鋼を転炉にて出鋼し、連続鋳造機にてスラブとした後、1210℃で加熱し、粗圧延終了後コイル状に巻取り、直ちに巻戻した後に、仕上温度926℃、板厚3mmとなるような熱間圧延を行い、ランアウトテーブルでの冷却速度25℃/sで冷却し、表3、表4(表3のつづき)中に示した種々の巻取温度でコイルに巻取った。このコイルの長手方向中心部から試料を切り出し、以下のような処理を行った。すなわち、実験室にて酸洗後、0.8mmまで冷間圧延を行い、連続焼鈍相当の熱処理を施した。焼鈍条件は、焼鈍温度：790℃、均熱：50s、冷却速度：室温まで約60℃/sとした。その後、0.8%の圧下率で調質圧延を行い、引張試験に供した。ここで、引張試験および平均ランクフォード値(以下r値)の測定は、JIS Z 2201記載の5号試験片を用いて行った。なお、r値は伸び15%で評価し、圧延方向(L方向)、圧延方向に垂直な方向(C方向)、および圧延方向に対して45°方向(D方向)の値を測定し、下式により算出した。試験結果を表3、表4にまとめて示す。

【0032】 $r = (r_L + 2r_D + r_C) / 4$

【0033】

【表1】

| 鋼No | C | Si | Mn | P | S | Al | Ti | B |
|-----|--------|------|------|-------|-------|------|-------|--------|
| A | 0.0008 | 0.02 | 0.06 | 0.011 | 0.004 | 0.04 | 0.011 | 0.0003 |
| B | 0.0028 | 0.03 | 0.09 | 0.008 | 0.009 | 0.04 | 0.055 | — |
| C | 0.0030 | 0.01 | 0.11 | 0.011 | 0.018 | 0.03 | 0.036 | 0.0006 |
| D | 0.0019 | 0.01 | 0.03 | 0.009 | 0.013 | 0.03 | 0.020 | — |
| E | 0.0038 | 0.78 | 0.10 | 0.062 | 0.015 | 0.04 | 0.065 | — |
| F | 0.0030 | 0.06 | 0.10 | 0.060 | 0.010 | 0.04 | 0.034 | 0.0005 |
| G | 0.0016 | 0.22 | 0.12 | 0.084 | 0.016 | 0.05 | 0.025 | 0.0004 |
| H | 0.0019 | 0.02 | 0.10 | 0.007 | 0.004 | 0.05 | 0.009 | — |
| I | 0.0030 | 0.01 | 0.25 | 0.008 | 0.011 | 0.03 | 0.040 | — |
| J | 0.0036 | 0.02 | 0.14 | 0.007 | 0.008 | 0.04 | 0.041 | 0.0002 |
| K | 0.0025 | 0.06 | 0.22 | 0.048 | 0.010 | 0.03 | 0.038 | 0.0002 |
| L | 0.0024 | 0.22 | 0.11 | 0.085 | 0.016 | 0.06 | 0.021 | 0.0002 |
| M | 0.0022 | 0.02 | 0.14 | 0.059 | 0.012 | 0.04 | 0.015 | — |
| N | 0.0020 | 0.16 | 1.08 | 0.053 | 0.005 | 0.03 | 0.017 | — |

単位: wt%

【0034】

* * 【表2】

(表1のつづき)

| 鋼No | N | Ti* | Ti*/S | Ti*/C | L | K | 備考 |
|-----|--------|--------|-------|-------|---------|------|------|
| A | 0.0018 | 0.0048 | 1.211 | 6.06 | 0.0002 | 0.09 | 本発明鋼 |
| B | 0.0023 | 0.0471 | 5.237 | 16.83 | 0.0001 | 0.02 | 本発明鋼 |
| C | 0.0022 | 0.0285 | 1.582 | 9.49 | -0.0006 | 0.09 | 本発明鋼 |
| D | 0.0016 | 0.0145 | 1.118 | 7.65 | 0.0001 | 0.02 | 本発明鋼 |
| E | 0.0024 | 0.0568 | 3.786 | 14.95 | -0.0007 | 0.04 | 本発明鋼 |
| F | 0.0025 | 0.0255 | 2.545 | 8.48 | 0.0000 | 0.11 | 本発明鋼 |
| G | 0.0023 | 0.0171 | 1.071 | 10.71 | -0.0005 | 0.04 | 本発明鋼 |
| H | 0.0015 | 0.0039 | 0.968 | 2.04 | 0.0014 | 0.06 | 比較鋼 |
| I | 0.0022 | 0.0325 | 2.952 | 10.83 | -0.0003 | 0.28 | 比較鋼 |
| J | 0.0027 | 0.0318 | 3.971 | 8.82 | 0.0012 | 0.15 | 比較鋼 |
| K | 0.0024 | 0.0298 | 2.979 | 11.92 | -0.0005 | 0.36 | 比較鋼 |
| L | 0.0026 | 0.0121 | 0.757 | 5.05 | 0.0009 | 0.18 | 比較鋼 |
| M | 0.002 | 0.0082 | 0.68 | 3.71 | 0.0012 | 0.17 | 比較鋼 |
| N | 0.0022 | 0.0095 | 1.895 | 7.49 | 0.0005 | 0.98 | 比較鋼 |

単位: wt%、Ti*=Ti-3.42N、K=(S% as MnS)/(全S%)
 L: (C-Ti*/8)と(C-0.8S×12/32)の大きい方の値

【0035】

* * 【表3】

| No | 鋼 | 巻取温度 ℃ | TS MPa | El % | r | 備 考 |
|----|---|-----------|-----------|---------|------|------|
| 1 | A | 680 | 304 | 54 | 2.18 | 本発明例 |
| 2 | | 470 | 301 | 55 | 2.20 | 本発明例 |
| 3 | | 室温 | 303 | 55 | 2.21 | 本発明例 |
| 4 | B | 740 | 306 | 50 | 1.89 | 本発明例 |
| 5 | | 620 | 295 | 52 | 1.88 | 本発明例 |
| 6 | | 室温 | 295 | 55 | 1.93 | 本発明例 |
| 7 | C | 700 | 322 | 49 | 2.01 | 本発明例 |
| 8 | | 540 | 314 | 51 | 1.99 | 本発明例 |
| 9 | | 420 | 309 | 48 | 1.98 | 本発明例 |
| 10 | D | 690 | 277 | 52 | 1.86 | 本発明例 |
| 11 | | 350 | 273 | 54 | 1.87 | 本発明例 |
| 12 | | 室温 | 271 | 52 | 1.86 | 本発明例 |
| 13 | E | 730 | 460 | 39 | 1.92 | 本発明例 |
| 14 | | 450 | 455 | 41 | 1.91 | 本発明例 |
| 15 | | 180 | 457 | 41 | 1.90 | 本発明例 |
| 16 | F | 680 | 359 | 49 | 1.79 | 本発明例 |
| 17 | | 510 | 354 | 48 | 1.77 | 本発明例 |
| 18 | | 室温 | 354 | 48 | 1.81 | 本発明例 |
| 19 | G | 750 | 410 | 43 | 1.84 | 本発明例 |
| 20 | | 300 | 406 | 44 | 1.89 | 本発明例 |
| 21 | | 140 | 408 | 44 | 1.86 | 本発明例 |

【0036】

* * 【表4】

(表3のつづき)

| No | 鋼 | 巻取温度 ℃ | TS MPa | El % | r | 備 考 |
|----|---|-----------|-----------|---------|------|-----|
| 22 | H | 700 | 295 | 46 | 1.68 | 比較例 |
| 23 | | 320 | 296 | 45 | 1.78 | 比較例 |
| 24 | | 150 | 300 | 43 | 1.38 | 比較例 |
| 25 | I | 710 | 312 | 46 | 1.72 | 比較例 |
| 26 | | 640 | 309 | 43 | 1.41 | 比較例 |
| 27 | | 室温 | 318 | 41 | 1.31 | 比較例 |
| 28 | J | 760 | 330 | 42 | 1.67 | 比較例 |
| 29 | | 600 | 323 | 44 | 1.77 | 比較例 |
| 30 | | 450 | 320 | 47 | 1.82 | 比較例 |
| 31 | K | 710 | 347 | 47 | 1.67 | 比較例 |
| 32 | | 460 | 346 | 44 | 1.41 | 比較例 |
| 33 | | 150 | 342 | 40 | 1.21 | 比較例 |
| 34 | L | 720 | 409 | 40 | 1.53 | 比較例 |
| 35 | | 360 | 405 | 38 | 1.39 | 比較例 |
| 36 | | 室温 | 400 | 34 | 1.13 | 比較例 |
| 37 | M | 690 | 363 | 43 | 1.65 | 比較例 |
| 38 | | 480 | 354 | 44 | 1.29 | 比較例 |
| 39 | | 室温 | 357 | 44 | 1.33 | 比較例 |
| 40 | N | 760 | 397 | 41 | 1.66 | 比較例 |
| 41 | | 330 | 395 | 35 | 1.22 | 比較例 |
| 42 | | 130 | 393 | 33 | 1.21 | 比較例 |

【0037】表3、表4から明らかなように、本発明の成分を有する鋼では、800℃以下の温度であればいずれの巻取温度でも極めて優れた材質が得られることが分かる。これに対して、比較鋼Jでは高温巻取りした場合、その他の比較鋼では巻取温度が低い場合に、材質が劣悪となることが明かとなった。

*

| No. | 鋼 | 巻 取 温 度 ℃ | 材 質 | | | | | | | | | 備 考 |
|-----|---|-----------------|-----------|---------|------|-----------|---------|------|-----------|---------|------|------|
| | | | 先端部10m | | | 中 央 部 | | | 末端部10m | | | |
| | | | TS MPa | El % | r | TS MPa | El % | r | TS MPa | El % | r | |
| 43 | A | 680 | 303 | 55 | 2.20 | 304 | 54 | 2.18 | 306 | 56 | 2.13 | 本発明例 |
| 44 | | 室温 | 305 | 55 | 2.21 | 303 | 55 | 2.21 | 305 | 55 | 2.07 | 本発明例 |
| 45 | B | 620 | 294 | 53 | 1.89 | 295 | 52 | 1.88 | 288 | 54 | 1.81 | 本発明例 |
| 46 | | 室温 | 289 | 54 | 1.93 | 295 | 55 | 1.93 | 291 | 55 | 1.79 | 本発明例 |
| 47 | E | 730 | 460 | 40 | 1.93 | 460 | 39 | 1.92 | 458 | 40 | 1.93 | 本発明例 |
| 48 | | 180 | 458 | 40 | 1.92 | 457 | 41 | 1.90 | 461 | 42 | 1.93 | 本発明例 |
| 49 | H | 700 | 296 | 43 | 1.33 | 295 | 46 | 1.78 | 294 | 44 | 1.36 | 比較例 |
| 50 | | 150 | 293 | 42 | 1.37 | 296 | 43 | 1.38 | 297 | 40 | 1.34 | 比較例 |
| 51 | J | 760 | 326 | 44 | 1.74 | 330 | 42 | 1.67 | 329 | 44 | 1.73 | 比較例 |
| 52 | | 450 | 317 | 39 | 1.82 | 320 | 47 | 1.82 | 322 | 40 | 1.84 | 比較例 |
| 53 | N | 760 | 394 | 38 | 1.31 | 397 | 41 | 1.66 | 396 | 39 | 1.30 | 比較例 |
| 54 | | 130 | 397 | 36 | 1.16 | 393 | 39 | 1.21 | 396 | 37 | 1.17 | 比較例 |

【0039】表5から明らかなように、本発明の範囲によって製造された鋼は、コイルの中央部はもちろんのこと、その端部10mにおいても優れた特性を示している。これに対して、比較鋼Jではコイル中央部の材質が端部に比べて低下し、その他の比較鋼ではコイル端部になるにつれて材質が著しく劣化し、低温巻取りの場合には、コイル全長で材質が劣悪になった。この傾向が端部になるほど顕著になるのは明白である。

【0040】〔実施例3〕表1、表2中の鋼B、D、E、G、H、Nのスラブを、1250℃で加熱し、粗圧延終了後、コイル状に巻取り、直ちに巻戻した後に、仕上温度915℃、板厚3mmとなるような仕上圧延を行い、ランアウトテーブルでの冷却速度20℃/sで冷却した後、400℃で巻取ったコイルと、1250℃で加※

*〔実施例2〕実施例1で用いた鋼A、B、E、H、J、Nの冷延コイルについて、長手方向における材質特性を調査した。試験結果を表5にまとめて示す。

【0038】

【表5】

※熱し、仕上温度915℃、板厚3mmとなるような熱間圧延を行った後、ランアウトテーブルでの冷却速度20℃/sで冷却した後、400℃で巻取ったコイルの長手方向中心部から試料を切り出した。実験室にて酸洗後、0.8mmまで冷間圧延を行い、連続焼鈍相当の熱処理を施した。焼鈍条件は、焼鈍温度：810℃、均熱：60s、冷却速度：焼鈍温度から640℃まで約5℃/s、640℃～室温までは約70℃/sである。その後、0.7%の圧下率で調質圧延を行い、試料の長手方向先端部から10m、中央部、末端部から10mの各位置から試験片を採取し、実施例1と同じ試験を行った。その結果を表6にまとめて示す。

【0041】

【表6】

| No. | 鋼 | 巻取り | 先端部10m | | | 中央部 | | | 末端部10m | | | 備考 |
|-----|---|-----|--------|----|------|-----|----|------|--------|----|------|------|
| | | | TS | EI | r | TS | EI | r | TS | EI | r | |
| 55 | B | 有 | 293 | 53 | 1.94 | 295 | 53 | 1.93 | 294 | 53 | 1.93 | 本発明例 |
| 56 | B | 無 | 290 | 49 | 1.85 | 291 | 51 | 1.86 | 291 | 50 | 1.85 | 比較例 |
| 57 | D | 有 | 276 | 52 | 1.88 | 273 | 53 | 1.88 | 274 | 52 | 1.89 | 本発明例 |
| 58 | D | 無 | 270 | 39 | 1.47 | 271 | 45 | 1.66 | 272 | 40 | 1.43 | 比較例 |
| 59 | E | 有 | 453 | 42 | 1.92 | 455 | 41 | 1.90 | 453 | 44 | 1.91 | 本発明例 |
| 60 | E | 無 | 448 | 36 | 1.85 | 450 | 38 | 1.86 | 444 | 39 | 1.87 | 比較例 |
| 61 | G | 有 | 402 | 46 | 1.91 | 406 | 44 | 1.88 | 403 | 46 | 1.91 | 本発明例 |
| 62 | G | 無 | 396 | 33 | 1.41 | 407 | 39 | 1.64 | 400 | 34 | 1.42 | 比較例 |
| 63 | H | 有 | 300 | 42 | 1.64 | 296 | 46 | 1.77 | 300 | 42 | 1.68 | 比較例 |
| 64 | H | 無 | 296 | 39 | 1.60 | 296 | 43 | 1.70 | 289 | 39 | 1.64 | 比較例 |
| 65 | N | 有 | 397 | 30 | 1.15 | 395 | 35 | 1.21 | 392 | 32 | 1.16 | 比較例 |
| 66 | | 無 | 394 | 26 | 1.13 | 392 | 33 | 1.16 | 390 | 27 | 1.15 | 比較例 |

【0042】これより、成分が本発明の範囲から外れて
いるH、Nでは、粗圧延後のコイル巻取り巻戻しの有無
に関わらずr値の絶対値は低く、端部の材質はさらに劣
化してしまうが、鋼B、D、E、Gの本発明例では、端
部材質はむしろ向上し、かつr値の絶対値も巻取り巻戻
しを行わない場合に比べて高いことがわかる。
〔実施例4〕表1中の鋼B、E、F、H、K、Mを用い
て実施例1と同様の条件で熱間圧延を施し（巻取温度：
590℃）、引き続き実機にて酸洗し、圧下率80%の
冷間圧延を行い、ライソ内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めつ
きライソに通板した。このとき、最高加熱温度820℃
間で加熱後、冷却し、470℃で慣用の溶融亜鉛めつき*

*を行い（浴中A1濃度は0.12%）、さらに加熱して
550℃で約15秒間の合金化処理を行った。さらに、
0.7%の調質圧延を施して、機械的性質、めつき密着
性を評価した。得られた結果を表7にまとめて示す。
【0043】ここで、めつき密着性は、180密着曲げ
を行い、亜鉛皮膜の剥離状況を曲げ加工部に粘着テープ
を接着した後、これを剥がしてテープに付着した剥離め
つき量から判定した。評価は、下記の5段階とした。
1：剥離大、2：剥離中、3：剥離小、4：剥離微量、
5：剥離なし
【0044】
【表7】

| No. | 鋼 | 先端部10m | | | 中央部 | | | 末端部10m | | | 備考 |
|-----|---|--------|----|------|-----|----|------|--------|----|------|----|
| | | TS | EI | r | TS | EI | r | TS | EI | r | |
| 67 | B | 297 | 53 | 1.89 | 296 | 52 | 1.91 | 300 | 52 | 1.92 | 5 |
| 68 | E | 449 | 44 | 1.92 | 448 | 43 | 1.9 | 454 | 42 | 1.88 | 5 |
| 69 | F | 358 | 48 | 1.8 | 357 | 48 | 1.79 | 354 | 49 | 1.79 | 5 |
| 70 | H | 300 | 41 | 1.42 | 296 | 45 | 1.68 | 301 | 40 | 1.38 | 4 |
| 71 | K | 341 | 41 | 1.38 | 347 | 44 | 1.41 | 343 | 42 | 1.33 | 4 |
| 72 | M | 360 | 40 | 1.27 | 358 | 42 | 1.29 | 358 | 40 | 1.26 | 5 |

【0045】表7から明らかなように、本発明の範囲に
よって製造された合金化溶融亜鉛めつき鋼板は、コイル
の部位に関わらず優れた特性を示している。これに対し
て、比較鋼では、コイルの部位によるばらつきが大きか
った。
【0046】
※【発明の効果】以上のように、本発明によれば熱延後の
巻取温度を低温化することができ、しかもコイルの長手
方向および幅方向に均一性に優れた材質が得られ、従来
切捨てられていたコイル端部を製品とすることができ
る。また、本発明の高強度鋼板を自動車用として適用し
た場合には、板厚を軽減することができるため、燃費の

(10)

特開平9-296221

17

18

向上をもたらし、近年大きな問題となっている地球環境

問題にも貢献し得るので、その価値は大きい。

フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁶
// C 2 2 C 38/00
38/14

識別記号
3 0 1

片内整理番号

F I
C 2 2 C 38/00
38/14

技術表示箇所
3 0 1 T